

540418

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2004 年 7 月 15 日 (15.07.2004)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2004/059024 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00, 38/06, 38/14, C21D 9/46
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2003/016614
- (22) 国際出願日: 2003 年 12 月 24 日 (24.12.2003)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2002-377097
2002 年 12 月 26 日 (26.12.2002) JP
特願 2003-357281
2003 年 10 月 17 日 (17.10.2003) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 岡本力 (OKAMOTO, Riki) [JP/JP]; 〒476-8686 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内 Aichi (JP). 谷口裕一 (TANIGUCHI, Hirokazu) [JP/JP]; 〒476-8686 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内 Aichi (JP).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (国内): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (広域): ARIPO 特許 (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア特許 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI 特許 (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告書
- 2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: HIGH STRENGTH THIN STEEL SHEET EXCELLENT IN HOLE EXPANSIBILITY, DUCTILITY AND CHEMICAL TREATMENT CHARACTERISTICS, AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 穴拡げ性、延性及び化成処理性に優れた高強度薄鋼板及びその製造方法

(57) Abstract: A hot-rolled high strength thin steel sheet, which has a chemical composition, in mass %: C: 0.02 to 0.08 %, Si: 0.50 % or less, Mn: 0.50 to 3.50 %, P: 0.03 % or less, S: 0.01 % or less, Al: 0.15 to 2.0 %, and the balance: Fe and inevitable impurities, with the proviso that the formula: $Mn + 0.5 \times Al < 4$ is satisfied, and has a metal structure wherein ferrite having a particle size of 2 μm or more accounts for 40 area % or more. The thin steel sheet has a tensile strength of 590 N/mm² or more, and is excellent in hole expansibility, ductility and chemical treatment characteristics.

(57) 要約: 590N/mm²以上の引張強度を有し、延性と化成処理性に優れた高強度熱延鋼板を提供するもので、質量%で、C: 0.02以上、0.08%以下、Si: 0.50%以下、Mn: 0.50以上、3.50%以下、P: 0.03%以下、S: 0.01%以下、Al: 0.15以上、2.0%以下を含有し、残部鉄及び不可避免の不純物からなる鋼組成であって、 $Mn + 0.5 \times Al < 4$ の式を満たし、鋼板の金属組織が粒径2 μm 以上のフェライトの割合が40%以上である、引張強度が590N/mm²以上である穴拡げ性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

WO 2004/059024 A1

明 細 書

穴拡張性、延性及び化成処理性に優れた高強度薄鋼板及びその製造方法

技術分野

本発明は、主としてプレス加工される自動車足廻り部品等を対象とし、0.6～6.0mm程度の板厚で、 $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上の強度を有する穴拡張性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

背景技術

近年、自動車の環境問題を契機に燃費改善対策としての車体軽量化、部品の一体成形化、加工工程の合理化によるコストダウンのニーズが強まり、プレス加工性に優れた高強度熱延鋼板の開発が進められてきた。従来、かかる高い加工性を有する高強度熱延鋼板としては、フェライト・マルテンサイト組織、フェライト・ベイナイト組織からなる混合組織のもの、或いはベイナイト、フェライト主体のほぼ単相組織のものが広く知られている。

なかでも、フェライト＋マルテンサイト組織においては、延性が高く、疲労特性に優れる特性をもつことから、自動車ホイール等への適用が進められている。例えば、特開平6-33140号公報には、フェライト＋マルテンサイト組織において、AlとNの添加量を調整することで、固溶Nを残存させ、高い時効硬化性を得ることで、より疲労強度の高いフェライト＋マルテンサイト鋼について開示されているが、フェライト・マルテンサイト組織においては、変形の初期からマルテンサイトの周囲にミクロボイドが発生して割れを生じ

るため、穴拡張性に劣る問題があり、足廻り部品等の高い穴拡張性が要求される用途には不向きであった。

また、特開平4-88125号公報、特開平3-180426号公報には、ベイナイトを主体とした組織を有する鋼板が開示されているが、ベイナイトを主体とした組織であるため穴拡張性は優れるものの、軟質なフェライト相が少ないので延性に劣る。さらに、特開平6-172924号公報、特開平7-11382号公報ではフェライトを主体とした組織を有する鋼板が開示されているが、同様に穴拡張性は優れているものの、強度を確保するために硬質な炭化物を析出させているので延性に劣る。

また、特開平6-200351号公報にはフェライト・ベイナイト組織を有する穴拡張性、延性に優れた鋼板が開示されており、特開平6-293910号公報には2段冷却を用いることによってフェライト占有率を制御することで穴拡張性、延性が両立する鋼板の製造方法が開示されている。しかしながら、自動車のさらなる軽量化、部品の複雑化等を背景にさらに高い穴拡張性、延性が求められ、最近の高強度熱延鋼板には上記した技術では対応しきれない高度な加工性が求められている。

更に、特開2002-180190号公報には、穴拡張性及び延性に優れた高強度熱延鋼板に関する発明が開示してある。穴拡張性及び延性の相反する特性には優れた高強度熱延鋼板が得られたが、熱延工程で、Siスケールと呼ばれる表面の凹凸疵が発生する場合があります、製品での外観が損なわれる場合が生じた。また、足回り部品等の高強度熱延鋼板は、通常、プレス成形した後に化成処理と塗装が施される。しかし、化成皮膜の生成が良くない（化成処理性が悪い）ケースや、塗装後の塗膜の密着が悪いケースなどの問題が生じる場合があった。これらの問題は、鋼中の多量のSi含有が原因と考えられてい

る。このように、高強度熱延鋼板には、Siがよく使用されるが、各種のトラブルが生じている。

更に、特開平6-128688号公報では、フェライト+マルテンサイト組織のフェライト相の硬度を調整することで、耐久比を向上させ、延性と疲労強度を両立させる技術について開示されている。また、特開平2000-319756号公報ではフェライト+マルテンサイト組織にCuを添加することで、高い延性を保ちつつ飛躍的に疲労特性を向上させる技術が開示されているが、いずれも、熱延工程で十分なフェライトを確保するためにSi添加量が高くなるため、熱延工程で、Siスケールと呼ばれる表面の凹凸疵が発生する場合があります、製品での外観が損なわれる場合が生じた。また、足回り部品等の高強度熱延鋼板は、通常、プレス成形した後に化成処理と塗装が施される。しかし、化成皮膜の生成が良くない（化成処理性が悪い）ケースや、塗装後の塗膜の密着が悪いケースなどの問題が生じる場合があった。

発明の開示

本発明は、上記した従来の問題点を解決するためになされたものであって、引張強度が 590 N/mm^2 以上の高強度化に伴う延性の低下を防ぎ、更に、Siスケールの発生を防ぐことで、延性に優れた高強度熱延鋼板において、化成処理性を格段に向上するものである。即ち、本発明は穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板およびその鋼板の製造方法を提供することを目的とするもので、その要旨は以下のとおりである。

(1) 質量%で、C : 0.02以上、0.08%以下、Si : 0.50%以下、Mn : 0.50以上、3.50%以下、P : 0.03%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.15以上、2.0%以下を含有し、残部鉄及び不可避免の不純物から

なる鋼組成であって、下記の式を満たし、該鋼板の金属組織が粒径、 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトの割合が40%以上である、引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

$$\text{Mn} + 0.5 \times \text{Al} < 4 \quad \dots (1)$$

(2) 質量%で、更に、Ti : 0.003%以上、0.20%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下、V : 0.003%以上、0.20%以下、Ca : 0.0005~0.01%、Zr : 0.0005~0.01%、REM : 0.0005~0.05%、Mg : 0.0005~0.01%、の1種または2種以上を含有する(1)に記載の引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

(3) 更に、 $0.3 \times \text{Al} + \text{Si} - 2 \times \text{Mn} \geq -4 \dots (2)$ を満たし、金属組織が粒径 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトとマルテンサイトの2相組織であることを特徴とする、(1)または(2)に記載の引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

(4) 更に金属組織が粒径 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトとベイナイトの2相組織であることを特徴とする、(1)または(2)に記載の引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

(5) (1) ~ (3) のいずれかの項に記載の鋼組成からなる鋳片を、圧延終了温度を Ar_3 点以上として熱間圧延を終了したのち $20^\circ\text{C}/\text{sec.}$ 以上の冷却速度にて 650°C 以上、 750°C 以下にまで冷却し、次いで2秒以上、15秒以下、空冷したのち、さらに再度冷却し、 300°C 未満の温度にて巻き取ることを特徴とする引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

(6) (1)、(2)、(4)のいずれかの項に記載の鋼組成からなる鋳片を、圧延終了温度を Ar_3 点以上として熱間圧延を終了したのち $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度にて $650\sim 800^{\circ}\text{C}$ にまで冷却し、次いで $2\sim 15$ 秒空冷したのち、さらに $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度にて $350\sim 600^{\circ}\text{C}$ に冷却して巻き取ることを特徴とする引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

図面の簡単な説明

図1は、Al、Mnと化成処理の関係を示す図。

図2は、 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライト分率と延性の関係を示す図。

図3は、延性と強度の関係を示す図。

発明を実施するための最良の形態

従来のフェライト+マルテンサイト鋼では延性を確保するために十分なフェライト組織分率を確保する必要があり、高いSi添加が必須であった。しかしながら、Si添加量が高くなるとSiスケールと呼ばれる表面の凹凸疵が発生する場合があります、製品での外観が損なわれ、化成処理性が劣化することが知られている。本発明者らは上記課題を解決するために鋭意研究した結果、フェライト+マルテンサイト鋼において、フェライト分率を十分に得るために、Al添加が有効であることを見出し、MnとAl、Si成分を調整し、且つ、フェライト結晶粒をできる限り一定値以上の粒径とすることによって、低いSi添加においても十分な穴抜け性と延性が得られることを知見し、更に、AlとMnを調整することで化成処理性の劣化を抑制できることを知見し、本発明を完成するに至った。即ち、鋼板の特定の金属組織を、低C-低Si-高Al成分系で、MnとAl、Siが特定の関係で得る

ことによって、穴抜け性、延性及び化成処理性の両立する高強度熱延鋼板が得られることを本発明者らは新たに見出したものである。更にはその工業的に有利な製造方法を見出したものである。

また、本発明は、フェライト・ベイナイトの実質的な二相組織鋼において延性を高めるフェライトと強度を確保するTiC、NbC、VCからなる析出物に着目し、フェライト粒を十分成長させることにより穴抜け性を低下させずに延性を改善し、その後に析出物を生成させて強度を確保することによって上記課題を解決したものである。即ち、低C－低Si－高Al－(Ti、Nb、V)成分系で、MnとAlが特定の関係のもとで本発明鋼板の特定の金属組織を得ることによって、穴抜け性、延性及び化成処理性の三つの特性を同時に満足する高強度熱延鋼板が得られることを本発明者らは新たに見出したものである。なお、(Ti、Nb、V)とは、Ti、Nb、Vの1種又は2種以上の特定量の含有を意味する。

以下、鋼組成の各元素の規定理由について説明する。

Cは0.02%以上、0.08%以下とする。Cはマルテンサイト相を強化して強度を確保するに必要な元素であって0.02%未満では、所望の強度を確保することが困難になる。一方、0.08%を超えると延性の低下が大きくなるため、0.02%以上、0.08%以下とする。

Siは、有害な炭化物の生成を抑えフェライト組織主体＋残マルテンサイトの複合組織を得るために重要な元素であるが、化成処理性を悪化させ、また、Siスケールも発生するため、0.5%を上限とする。0.25%超では、熱延鋼板の製造時に前記の金属組織を得るための温度管理が厳しい場合があるので、Si含有量は、0.25%以下が更に好ましい。

Mnは、強度の確保に必要な元素であり、このためには0.50%以上

の添加を必要とする。しかし、3.5%を超えて多量に添加するとミクロ偏析、マクロ偏析が起こりやすくなり穴抜け性を劣化させる他、化成処理性の劣化も見られることから、延性を劣化させず化成処理性を確保するためにはMnの範囲を0.50%以上、3.50%以下とする必要がある。

Pはフェライトに固溶してその延性を低下させるので、その含有量は0.03%以下とする。また、SはMnSを形成して破壊の起点として作用し著しく穴抜け性、延性を低下させるので0.01%以下とする。

Alは、本発明において重要な元素の一つで、延性と化成処理性の両立に必要な元素であり、このため0.15%以上の添加を必要とする。Alは、従来より熱延鋼板において脱酸に必要な元素であり、通常0.01~0.07%程度添加してきた。本発明者らは、低C-低Si系でAlを著しく多量に含有させた鋼組成をベースに金属組織の異なる高強度熱延鋼板で各種実験を行い、本発明に至ったものである。すなわち、Alが0.15%以上で、前記の金属組織を形成することにより化成処理性を損なうことなく、延性を大幅に向上できることを見出した。Alは、2.0%で延性向上効果が飽和してしまうばかりか、2.0%超の添加では延性と化成処理性の両立が逆に困難になってしまうので、0.15%以上、2.0%以下とする。

延性と化成処理性の両立には、MnとAlの関係の規定も重要である。理由は不明であるが、Si 0.5%以下の条件において、図1に、示すように、

$$\text{Mn} + 0.5 \times \text{Al} < 4 \quad \dots (1)$$

の条件の場合、化成処理性が損なわれない事を本発明者らは新たに見出した。

熱延鋼板はROT冷却の非常に短い時間にて組織制御を完了しなけ

ればならない。これまで、冷却中の組織制御はSi添加量を増加させることで調整していたが、Si添加量が増大すると化成処理性の劣化を招くという課題があり、化成処理性が必要な鋼種の延性の劣化は避けられなかった。そこで、延性を劣化させることなく、化成処理性の改善できる手法について本発明者らは鋭意検討し、Siと同じくフェライトフォーマーの元素で化成処理性の劣化を引き起こすことなく、更に他の材質劣化を起こさない元素としてAlを見出した。更に、これまで、明確ではなかった、低Si－高Al添加における短時間での組織制御について検討を重ねることで、特に0.15%以上の高Al添加域の低Si－高Al領域においてはSi、Al、Mn添加を考慮しなくては短時間での組織制御が困難であることを見出し、個々の効果を明確化することで式(2)の右辺を得るに至り、この値が－4以上のとき、熱延ROTのような短時間の処理によっても十分なフェライト相が確保でき、高い延性を得ることが出来る。一方、この値が－4未満のとき、フェライト相は十分に成長できず、延性の劣化を引き起こす。これより、式(2)の条件を得るに至った。

$$0.3 \times \text{Al} + \text{Si} - 2 \times \text{Mn} \geq -4 \quad \cdot \cdot \cdot (2)$$

Ti、Nb、VはTiC、NbC、VCなどの微細な炭化物を析出させ高強度を可能にする。この目的のためにはTiを0.003%以上、0.20%以下、Nbを0.003%以上、0.04%以下、Vを0.003%以上、0.20%以下の1種または2種以上を添加することが必要である。Ti、Nb、Vとも、0.003%未満では、析出強化による強度上昇を得ることが困難であり、Tiが0.20%、Nbが0.04%、Vが0.20%を超えると析出物が多量に生成しすぎて延性が劣化するからである。尚、Ti、Nb、Vは、析出物を更に有効に活用するには、Tiで0.020%以上、Nbで0.010%以上、Vで0.030%以上の含有が好ましい。

Ca、Zr、REMは硫化物系介在物の形態を制御し穴抜け性の向上に

有効な元素である。この形態制御効果を有効ならしめるためにはCa、Zr、REMの1種または2種を0.0005%以上の添加するのが望ましい。一方、多量の添加は硫化物系介在物の粗大化を招き、清浄度を悪化させて本発明の低C－低Si－高Al成分系であっても延性を低下させるのみならず、コストの上昇を招くので、CaとZrの上限を0.01%とし、REMの上限を0.05%とする。尚、REMとしては、例えば、元素番号21、39、57～71の元素である。

不可避不純物としては、例えば、 $N \leq 0.01\%$ 、 $Cu \leq 0.3\%$ 、 $Ni \leq 0.3\%$ 、 $Cr \leq 0.3\%$ 、 $Mo \leq 0.3\%$ 、 $Co \leq 0.05\%$ 、 $Zn \leq 0.05\%$ 、 $Na \leq 0.02\%$ 、 $K \leq 0.02\%$ 、 $B \leq 0.0005\%$ で含有していても本発明を逸脱するものではない。

フェライト粒径の大きさは、本発明において最も重要な指標の一つである。本発明らは鋭意研究した結果、粒径が $2 \mu m$ 以上のフェライトの占める面積率が40%以上となると延性に優れた鋼板になることも見出した。図2に粒径 $2 \mu m$ 以上のフェライトの占める割合と伸びの関係をしめすが、粒径が $2 \mu m$ 以上のフェライト粒の割合が40%以上になると鋼板は高い延性を示す。

これは、粒径が $2 \mu m$ 未満の場合には個々の結晶粒が十分回復、成長しておらず、延性低下の原因となったと思われる。このことより、穴抜け性、延性を良好にして両立させるには、粒径が $2 \mu m$ 以上のフェライト粒の割合を40%以上とする必要がある。なお、より顕著な効果を得るには粒径が $3 \mu m$ 以上のフェライト粒の割合を40%以上とするのが望ましい。尚、粒径は各粒の面積を円相当径に換算して求めることができる。

高強度熱延鋼板における金属組織はフェライトとマルテンサイトよりなるものとする。ここで、鋼組織には粒径 $2 \mu m$ 以上のフェライトが40%以上含まれるので、金属組織はフェライト40%以上のフ

フェライト+マルテンサイト2相組織となる。例えば、本発明の金属組織としては、 $2\mu\text{m}$ 以上の粒径のフェライトが40%以上で、残部が $2\mu\text{m}$ 未満の粒径のフェライトとマルテンサイトのもの、又は、 $2\mu\text{m}$ 以上の粒径のフェライトが40%以上で残部がマルテンサイトのみのものでとすることができる。このようにマルテンサイトを60%以下とするのは、マルテンサイトの量がこれより多くなると延性の低下が著しく大きくなるからである。但し、残留オーステナイトが通常のX線回折強度で測定した場合に1%程度含有していても、本発明のフェライト+マルテンサイト2相組織を逸脱するものではない。また、熱延鋼板の表面近傍に、極薄（例えば0.1~0.3mm程度）の炭素等の鋼組成が若干低下した領域が一部存在し、金属組織が若干異なるとしても、熱延鋼板の板厚方向の大部分が上記のフェライト+マルテンサイト2相組織で粒径 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトが40%以上含まれる金属組織であれば本発明の作用効果を有するものである。

本発明は上記の鋼組成と金属組織を有する高強度熱延鋼板と、更にその鋼板を工業的に有利に製造するための高強度熱延鋼板の製造方法である。

高強度熱延鋼板を熱間圧延により製造するに際して、本発明の低C-低Si-高Al成分系では、仕上げ圧延終了温度はフェライト域圧延による延性の低下を抑制するため A_{r3} 点以上とすることが好ましい。しかし、あまり高温にすると金属組織の粗大化による強度及び延性の低下を招く場合があるので仕上げ圧延終了温度は 1050°C 以下が望ましい。鋳片を加熱するか否かは、鋼板の圧延条件により適宜決めればよいし、熱延鋼板を熱間圧延中に次の熱延鋼板又は鋳片を接合して連続圧延するかは、本発明の金属組織が得られるなら適宜選択することができる。尚、鋼溶製は、転炉方式でも電炉方式でも

、溶解して鋼組成が得られれば良い。また、不純物などの制御のための、溶銑予備処理、精錬、脱ガス処理などは適宜選択すれば良い。

仕上圧延終了直後に鋼板を急速冷却することはフェライト分率を確保するために重要であって、その冷却速度は $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上が好ましい。 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満では強度低下および延性低下の原因となるパーライトが生成するためである。尚、 $250^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ でパーライトの抑制効果は飽和するが、 $250^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上でもフェライト結晶粒が成長してフェライト結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以上を金属組織の40%以上確保するには有効である。 $600^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 超では、フェライト結晶粒の成長効果も飽和し、逆に、熱延鋼板の形状の維持が現状では容易でないので $600^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下が望ましい。

鋼板の急速冷却を一旦停止して空冷を施すことはフェライトを析出してその占有率を増加させ、延性を向上させるために重要である。しかしながら、空冷開始温度が 650°C 未満では穴抜け性に有害なパーライトが早期より発生する。一方、空冷開始温度が 750°C を超える場合にはフェライトの生成が遅く空冷の効果が得にくいばかりでなく、その後の冷却中におけるパーライトの生成が起こりやすいので望ましくない。従って、空冷開始温度は $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ とするのが好ましい。また、空冷時間が15秒を超えてもフェライトの増加は飽和するばかりでなく、パーライトの生成により強度、延性が低下すること、また、その後の冷却速度、巻取温度の制御に負荷がかかるので工業的に好ましくない。従って、空冷時間は15秒以下とする。なお、空冷時間が2秒未満ではフェライトを十分析出させることはできないので好ましくない。また、本発明の空冷には、その後の金属組織の生成に影響を及ぼさない程度に、熱延鋼板表面付近のスケール改質の目的で霧状の冷媒を少量吹き付けることも含まれる。

空冷後は再度該熱延鋼板を急速に冷却するが、その冷却速度はやはり $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上を必要とする。 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満では有害なパーライトが生成し易くなるから好ましくない。 $200^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ でベイナイトの生成はほぼ飽和する。尚、 600°C 超では、鋼板が部分的に過冷される場合があり、局部的に硬質変動が発生するため好ましくはない。

そして、この急冷（二次急冷）の停止温度、即ち巻取温度は $300\sim 600^{\circ}\text{C}$ とする。巻取温度が 350°C 未満では穴抜け性に有害な硬質のマルテンサイトが発生するためであり、一方、 600°C を超えると穴抜け性に有害なパーライトが生成し易くなるからである。

以上のように本鋼組成と熱延条件の組み合わせにより、鋼板の金属組織が粒径 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトの割合が40%以上であるフェライト+マルテンサイト2相組織であって、引張強度 $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上である穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板を製造することができる。更に、本発明鋼板の表面に表面処理（例えば亜鉛メッキ、潤滑処理等）が施されていても本発明の効果を有し、本発明を逸脱するものではない。

実施例 1

表1-1、表1-2に示す化学成分組成（含有量は質量%、空欄は無添加を示す）を有する鋼を転炉溶製して、連続鑄造により鑄片とし、表2に示す熱延条件にて圧延・冷却し、板厚 2.6 （実施例1～16、比較例1～3）、 3.2mm （実施例17～32、比較例4～6）の熱延鋼板を製造した。なお、急速冷却の速度を $40^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ （実施例1～15、比較例1～4）、 $120^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ （実施例16～30、比較例5）、 $300^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ （実施例31、32、比較例6）、空冷時間は10秒（実施例1～32、比較例1～6）とした。但し、熱間圧延の仕上圧延終了

温度は、900℃（実施例 1 ～ 32、比較例 4 ～ 9）、930℃（比較例 1 ～ 3）であった。

このようにして得られた熱延鋼板について、引張試験、穴抜き試験、金属組織観察、化成処理性評価を行った。その結果を表 2 - 1、表 2 - 2 に示す。

表 1-1

	鋼組成 (質量%)											
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Nb	Ti	V	Ca	Zr
実施例 1	0.03	0.01	1.50	0.015	0.0100	0.0030	0.40	0.010	0.020	0.050		
実施例 2	0.03	0.01	1.23	0.015	0.0100	0.0030	0.60	0.040	0.200	0.050		
実施例 3	0.03	0.005	3.00	0.001	0.0020	0.0005	1.10	0.020	0.060	0.100		
実施例 4	0.03	0.02	2.40	0.005	0.0050	0.0010	1.40	0.010	0.050		0.0025	
実施例 5	0.03	0.02	0.60	0.012	0.0060	0.0050	2.00	0.000	0.150	0.100		0.0025
実施例 6	0.04	0.30	1.60	0.030	0.0100	0.0030	0.40	0.020		0.060		
実施例 7	0.05	0.01	2.50	0.040	0.0020	0.0100	0.50	0.010		0.040		
実施例 8	0.04	0.01	1.56	0.030	0.0010	0.0080	0.80	0.040	0.030	0.060	0.0025	
実施例 9	0.04	0.005	0.56	0.015	0.0010	0.0009	1.40	0.020	0.100		0.0010	
実施例 10	0.05	0.02	1.23	0.012	0.0015	0.0020	2.00	0.010	0.050	0.010	0.0080	
実施例 11	0.05	0.02	2.50	0.012	0.0020	0.0025	0.70		0.030	0.000		0.0060
実施例 12	0.05	0.015	1.00	0.015	0.0040	0.0035	0.60	0.020	0.020	0.070		0.0060
実施例 13	0.07	0.20	0.70	0.020	0.0020	0.0040	0.80	0.010	0.040	0.020		
実施例 14	0.06	0.01	0.56	0.008	0.0100	0.0025	1.40	0.040	0.100	0.050		
実施例 15	0.06	0.02	1.80	0.012	0.0100	0.0020	1.70		0.050			
実施例 16	0.06	0.02	1.56	0.012	0.0040	0.0025	0.40	0.010	0.030	0.030	0.0025	0.0320
実施例 17	0.08	0.015	0.60	0.015	0.0010	0.0035	0.50		0.080	0.070	0.0100	0.0100
実施例 18	0.08	0.01	3.50	0.016	0.0100	0.0040	0.80	0.020	0.040	0.020	0.0060	
実施例 19	0.08	0.01	3.00	0.008	0.0020	0.0025	1.40	0.010	0.230	0.050	0.0080	
実施例 20	0.08	0.005	1.56	0.002	0.0010	0.0015	2.00	0.040	0.150	0.030		

表 1-2

鋼組成（質量％）															
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Nb	Ti	V	Ca	Zr	REM	Mg	Mn+0.5 Al
実施例21	0.05	0.01	0.60	0.016	0.0010	0.0040	0.60	0.010	0.100	0.020			0.0025		0.90
実施例22	0.06	0.01	0.80	0.008	0.0015	0.0025	0.80	0.040	0.000	0.050	0.0025		0.0025		1.20
実施例23	0.06	0.02	2.30	0.012	0.0020	0.0020	1.40	0.030	0.050		0.0010		0.0035		3.00
実施例24	0.06	0.02	1.56	0.012	0.0040	0.0025	1.70	0.010	0.030	0.020	0.0080				2.41
実施例25	0.08	0.015	0.80	0.015	0.0100	0.0035	0.60	0.040	0.020	0.070		0.0020		0.0100	1.10
実施例26	0.04	0.01	3.20	0.016	0.0020	0.0040	1.20	0.040	0.200	0.150			0.0025		3.80
実施例27	0.04	0.01	1.23	0.008	0.0010	0.0025	1.40	0.010	0.230	0.050			0.0040		1.93
実施例28	0.04	0.005	1.56	0.002	0.0010	0.0015	2.00	0.040	0.150	0.030			0.0060	0.0300	2.56
実施例29	0.05	0.015	0.80	0.015	0.0015	0.0035	1.50	0.020	0.060	0.030					1.55
実施例30	0.05	0.01	1.20	0.016	0.0020	0.0040	0.80	0.040	0.020	0.070			0.0025		1.60
実施例31	0.05	0.01	2.50	0.008	0.0040	0.0025	1.40	0.040	0.040	0.020			0.0040		3.20
実施例32	0.08	0.005	1.56	0.002	0.0020	0.0015	2.00	0.010	0.230	0.050			0.0060		2.56
比較例 1	0.005	0.01	3.00	0.015	0.010	0.0030	3.00	0.020	0.050	0.010			0.0025		4.50
比較例 2	0.010	1.50	3.20	0.015	0.010	0.0030	2.10	0.010	0.050	0.050			0.0040		4.25
比較例 3	0.015	1.50	2.20	0.001	0.002	0.0005	0.04	0.040	0.050	0.100			0.0060		2.22
比較例 4	0.12	0.80	3.50	0.005	0.005	0.0010	1.20	0.020	0.100		0.0010				4.10
比較例 5	0.20	1.20	2.50	0.012	0.012	0.0050	0.04	0.020	0.300		0.0080				2.52
比較例 6	0.15	0.60	2.50	0.015	0.010	0.0030	0.05	0.010	0.400	0.050			0.0040		2.53
比較例 7	0.12	0.80	3.50	0.005	0.005	0.0010	1.40	0.020	0.100		0.0010				4.20
比較例 8	0.20	0.01	2.50	0.012	0.012	0.0050	0.04	0.020	0.050	0.100	0.0080				2.52
比較例 9	0.15	0.01	2.00	0.015	0.010	0.0030	0.05	0.010	0.100	0.050			0.0040		2.03

成分の空白は無添加。本発明の範囲外は斜体字。

表 2-1

	空冷開始温度 (°C)	巻取温度 °C	引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	λ 値	粒径 2 μm 以上の フェライトの割合 (%)	化成処理性	備考
実施例 1	710	350	638	26	99	70	○	
実施例 2	700	550	1,012	15	62	42	○	
実施例 3	720	600	963	19	66	54	○	
実施例 4	650	450	692	28	94	82	○	
実施例 5	680	420	827	24	79	83	○	
実施例 6	720	380	708	24	89	65	○	
実施例 7	690	500	649	27	98	68	○	
実施例 8	710	520	725	24	88	66	○	
実施例 9	700	550	664	28	98	84	○	
実施例 10	720	480	615	32	109	95	○	
実施例 11	650	350	647	27	99	75	○	
実施例 12	680	550	656	26	97	69	○	
実施例 13	720	600	580	30	111	84	○	
実施例 14	690	450	777	24	83	74	○	
実施例 15	710	420	630	31	105	96	○	
実施例 16	700	380	643	26	98	69	○	
実施例 17	720	500	696	24	91	63	○	
実施例 18	650	350	843	22	76	59	○	
実施例 19	710	550	1,173	15	55	51	○	
実施例 20	700	600	934	21	70	74	○	

表 2-2

	空冷開始温度 (°C)	巻取温度 °C	引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	λ 値	粒径 2 μm 以上の フェライトの割合 (%)	化成処理性	備考
実施例 21	720	450	648	26	98	71	○	
実施例 22	650	420	618	28	104	79	○	
実施例 23	680	380	748	26	87	78	○	
実施例 24	720	500	625	31	106	95	○	
実施例 25	690	350	701	24	91	67	○	
実施例 26	680	350	1,363	12	47	44	○	
実施例 27	720	600	992	18	65	59	○	
実施例 28	690	450	914	22	72	76	○	
実施例 29	690	350	640	29	102	92	○	
実施例 30	680	550	718	24	89	66	○	
実施例 31	720	600	787	24	82	72	○	
実施例 32	690	450	1,042	19	62	70	○	
比較例 1	650	500	771	30	88	96	×	
比較例 2	680	350	944	23	69	94	×	
比較例 3	720	550	1,019	15	61	45	×	
比較例 4	690	600	1,008	19	64	62	×	
比較例 5	680	450	1,313	9	48	33	×	低延性
比較例 6	690	450	1,521	5	41	10	×	低延性
比較例 7	690	600	1,008	20	64	66	×	
比較例 8	680	450	951	15	66	35	○	低延性
比較例 9	690	450	889	14	70	39	○	低延性

注 1) 引張強度、延性

JIS Z 2201に準拠して、試験片はJIS 5号を用いて引張試験を行った。

注 2) 穴拡張性

穴拡張試験は初期穴径 (d_0 : 10mm) の打抜き穴を60°円錐ポンチにて押し拡張、クラックが板厚を貫通した時点での穴径 (d) から穴拡張値 (λ 値) = $(d - d_0) / d_0 \times 100$ を求めて穴拡張性を評価した。これらの結果を表 2 に示す。

注 3) 鋼板の金属組織

金属組織観察においては、ナイトールで腐食後、走査電子顕微鏡にてフェライト、ベイナイトを同定し、粒径 $2 \mu\text{m}$ 以上のフェライトの面積率を画像解析により測定した。

注 4) 化成処理性

熱延鋼板の化成処理性は、表面スケールを除去後に、化成処理液 SD5000 (日本ペイント社製) を用い、処方どおり脱脂、表面調整を行った後化成処理を行った。化成処理皮膜の判定は、SEM (2 次電子線像) により、均一に皮膜が形成されているものは○、皮膜が一部形成されていないものは×と判定した。

実施例 1 ~ 32 は、化学成分、仕上圧延終了温度、空冷開始温度、巻取温度の何れも本発明の範囲内であって、金属組織がフェライト・ベイナイト二相よりなり、且つ、粒径 $2 \mu\text{m}$ 以上のフェライトの割合が40%以上である本発明例であり、高い λ 値と伸びを有する穴拡張性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板である。一方、比較例 1 ~ 9 の本発明の条件を外れた比較例のものは強度、穴拡張性、延性のバランス、化成処理性に劣るものである。

また、表 1、表 2 には示していないが、実施例 1 に示す鋼成分の鑄片を用いて熱間圧延終了温度 920°C 、その後 625°C まで一次急冷 (

冷却速度 $40^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) し、空冷開始温度 625°C で10秒空冷し、更に二次急冷 (冷却速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ し、巻取温度 460°C として熱間圧延した場合) には空冷開始温度が本発明の範囲より低過ぎたために金属組織にパーライトが数%生成し、粒径 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトの面積率も36%が低く本発明の範囲外であった。従って伸び19%、 λ 値95%となり、穴抜け性、延性バランスの劣るものであった。また、同様に実施例1に示す鋼成分の鋳片を用いて熱間圧延終了温度 910°C 、その後 675°C まで一次急冷 (冷却速度 $100^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) し、空冷開始温度 680°C で10秒空冷し、更に二次急冷 (冷却速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) し、巻取温度 320°C として熱間圧延した場合) には巻取温度が本発明の範囲より低過ぎたために金属組織にマルテンサイトが10%程度生成し、粒径 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトの面積率が33%と低いものであって、このため伸び20%、 λ 値63%となり、やはり穴抜け性、延性バランスの劣るものとなってしまった。

実施例 2

表3-1、表3-2に示す成分の鋼を溶製し、常法に従い連続鋳造でスラブとした。実施例33~58が本発明に従った成分の鋼で比較例10の鋼はC、Pの添加量、比較例11の鋼はMn添加量、比較例12の鋼はAl添加量、比較例13の鋼はSi、Alの添加量、比較例14の鋼はSi及びTi、V添加量、比較例15の鋼はSiとNb添加量が、比較例16の鋼はAlの添加量が本発明の範囲外である。また、比較例10の鋼は式(1)が、比較例11の鋼は式(1)、(2)が本発明の範囲外である。

これらの鋼を加熱炉中で 1200°C 以上の温度で加熱し、熱間圧延にて板厚 $2.6\sim 3.2\text{mm}$ の熱延鋼板を得た。熱延条件については表4-1、表4-2、表4-3に示す。

表4-1のうち、33-4は冷却速度が低めに外れ、34-3、38-

3は空冷開始温度、37-3、39-3は巻取り温度がそれぞれ本発明の範囲外である。また、表4-2の42-2は空冷時間が短くなっている。

このようにして得られた熱延鋼板について引張強度および化成処理試験を行った。各試験片のTS、E1、および化成処理性をそれぞれ表4-1、表4-2、表4-3に示す。図3に強度と伸びの関係を示す。本発明鋼は比較鋼と比べて伸びが高くなっており、優れていることがわかる。

なお、引張強度、延性の試験方法、鋼板の金属組織の測定方法、化成処理性の判定方法は実施例1と同じ条件である。

表 3-1

	鋼組成 (質量%)											
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	V	Ca	Zr	REM
実施例33	0.060	0.010	1.500	0.018	0.003	0.300	-	-	-	-	-	-
実施例34	0.055	0.300	1.220	0.011	0.002	0.250	-	-	-	-	-	-
実施例35	0.060	0.005	1.200	0.015	0.004	0.400	-	0.020	-	0.003	-	0.004
実施例36	0.060	0.100	1.100	0.005	0.002	0.300	-	-	-	-	-	-
実施例37	0.060	0.010	1.220	0.006	0.003	0.450	-	-	0.180	-	-	-
実施例38	0.065	0.010	1.220	0.006	0.003	1.000	-	-	-	-	-	-
実施例39	0.060	0.010	1.500	0.011	0.002	0.800	-	-	-	0.002	-	-
実施例40	0.060	0.020	1.400	0.007	0.004	0.800	-	0.020	-	-	-	-
実施例41	0.070	0.010	1.300	0.010	0.004	0.900	-	0.030	-	0.003	-	-
実施例42	0.080	0.010	3.000	0.008	0.002	1.700	-	-	-	-	0.001	-
実施例43	0.080	0.400	2.000	0.008	0.003	0.300	-	-	-	-	-	-
実施例44	0.075	0.020	0.600	0.012	0.009	0.400	0.035	-	-	0.003	-	-
実施例45	0.080	0.005	1.400	0.015	0.003	0.250	-	0.190	-	-	-	0.005
実施例46	0.080	0.020	1.500	0.012	0.002	0.300	-	0.020	-	-	-	-
実施例47	0.080	0.010	1.400	0.011	0.003	0.350	-	-	-	-	-	-
実施例48	0.075	0.010	1.600	0.006	0.004	0.350	0.020	-	-	-	-	-
実施例49	0.080	0.010	1.600	0.015	0.004	0.400	0.010	0.010	0.050	-	-	-
実施例50	0.080	0.020	1.600	0.011	0.004	0.900	-	0.025	-	-	0.008	-
実施例51	0.080	0.020	1.600	0.015	0.003	1.000	-	-	-	-	-	-
実施例52	0.080	0.005	1.400	0.015	0.003	1.400	-	-	-	0.003	-	-
実施例53	0.025	0.020	1.400	0.012	0.003	0.800	-	-	-	-	-	0.001
実施例54	0.050	0.010	2.000	0.025	0.003	0.900	-	-	-	-	-	0.006
実施例55	0.050	0.020	2.200	0.008	0.003	0.900	-	-	-	-	-	-
実施例56	0.060	0.010	2.000	0.017	0.003	0.900	-	-	0.010	-	-	-
実施例57	0.060	0.250	2.200	0.017	0.003	0.200	-	-	-	-	-	-
実施例58	0.060	0.350	2.400	0.016	0.003	0.250	-	0.025	-	0.003	-	-
比較例10	0.100	0.300	3.400	0.040	0.003	1.900	-	-	-	-	-	-
比較例11	0.060	0.200	4.000	0.020	0.003	1.000	-	-	-	-	-	-
比較例12	0.060	0.100	1.500	0.020	0.003	0.030	-	-	-	-	-	-
比較例13	0.055	0.700	1.500	0.020	0.004	2.500	-	-	-	-	-	-
比較例14	0.056	0.800	1.100	0.020	0.010	0.200	-	0.220	0.300	-	-	-
比較例15	0.060	1.500	2.000	0.020	0.002	0.200	0.050	-	-	-	-	-
比較例16	0.060	0.300	2.000	0.020	0.004	3.000	-	-	-	-	-	-

表 3-2

	式1 左辺	式2 右辺	Ar ₃ °C
実施例33	1.65	-2.1	775
実施例34	1.35	-1.4	801
実施例35	1.40	-1.2	793
実施例36	1.25	-1.2	799
実施例37	1.45	-1.1	790
実施例38	1.72	0.6	787
実施例39	1.90	-0.6	773
実施例40	1.80	-0.4	779
実施例41	1.75	0.1	780
実施例42	3.85	-0.9	667
実施例43	2.15	-2.7	741
実施例44	0.80	0.0	823
実施例45	1.53	-2.0	770
実施例46	1.65	-2.1	763
実施例47	1.58	-1.7	769
実施例48	1.78	-2.1	758
実施例49	1.80	-2.0	757
実施例50	2.05	-0.5	757
実施例51	2.10	-0.2	758
実施例52	2.10	1.4	770
実施例53	1.80	-0.4	798
実施例54	2.45	-1.3	750
実施例55	2.65	-1.7	733
実施例56	2.45	-1.3	743
実施例57	2.30	-3.6	736
実施例58	2.53	-3.7	726
比較例10	4.25	-0.6	653
比較例11	4.50	-4.8	621
比較例12	1.52	-2.8	777
比較例13	2.75	5.2	796
比較例14	1.20	-0.8	824
比較例15	2.10	-1.9	783
比較例16	3.50	5.3	751

* 但し、Ar₃ = 896-509(C%) + 26.9(Si%) - 63.5(Mn%) + 229(P%)

表 4 - 1

	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	粒径 2 μ 以上の フェライト割合 (%)	引張強さ N/mm ²	伸び %	化成処理性 %
実施例33-1	920	70	670	4	100	85	589	33	○
実施例33-2	910	70	710	3	100	56	569	32	○
実施例33-3	920	40	660	3	100	73	599	32	○
実施例33-4	930	10	750	5	100	72	589	22	○
実施例34-1	920	70	670	3	100	73	585	32	○
実施例34-2	900	70	720	3	250	56	575	32	○
実施例34-3	910	70	780	2	100	20	590	24	○
実施例34-4	890	40	680	2	100	55	590	31	○
実施例35-1	910	70	670	3	100	74	585	32	○
実施例35-2	920	40	700	2	100	49	597	30	○
実施例36-1	890	70	670	4	100	89	571	34	○
実施例36-2	930	70	650	3	250	81	556	34	○
実施例37-1	930	70	670	3	100	75	566	33	○
実施例37-2	920	40	700	3	100	64	576	32	○
実施例37-3	920	70	720	3	350	57	551	22	○
実施例38-1	910	70	680	3	100	79	573	33	○
実施例38-2	910	40	720	4	100	80	585	33	○
実施例38-3	890	70	630	3	100	92	573	26	○
実施例39-1	920	70	680	3	100	74	607	32	○
実施例39-2	920	70	700	3	100	67	619	31	○
実施例39-3	930	40	700	4	350	82	599	25	○
実施例40-1	910	70	690	3	100	71	608	31	○
実施例40-2	900	40	730	4	100	72	620	31	○

表 4-2

	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	撈取温度 ℃	粒径 2 μ 以上の フェライト割合 (%)	引張強さ N/mm ²	伸び %	化成処理性 %
実施例41-1	920	70	680	3	100	77	623	31	○
実施例41-2	910	40	700	3	100	70	635	30	○
実施例42-1	880	70	670	4	100	91	771	27	○
実施例42-2	870	40	720	1	100	28	783	18	○
実施例43-1	910	70	670	4	100	82	724	28	○
実施例43-2	890	70	680	4	250	78	709	28	○
実施例44-1	890	70	670	3	100	80	548	34	○
実施例44-2	910	40	710	3	250	66	533	34	○
実施例45-1	890	70	670	3	100	70	955	19	○
実施例45-2	890	50	680	3	100	66	955	18	○
実施例46-1	880	70	680	3	100	66	669	29	○
実施例46-2	890	30	690	3	100	63	681	28	○
実施例47-1	920	70	670	3	100	71	611	31	○
実施例47-2	910	70	690	3	100	64	611	31	○
実施例48-1	890	70	680	3	100	66	663	29	○
実施例48-2	900	70	700	4	100	74	663	30	○
実施例49-1	900	70	670	4	100	85	665	30	○
実施例49-2	890	150	660	3	100	74	665	29	○
実施例50-1	920	70	680	3	100	74	663	30	○
実施例50-2	920	40	690	3	100	71	675	29	○

表 4-3

	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	粒径2 μ 以上の フェライト割合 (%)	引張強さ N/mm ²	伸び %	化成処理性 %
実施例51-1	930	100	660	4	100	98	630	32	○
実施例51-2	910	70	720	3	100	62	630	30	○
実施例52-1	900	70	680	3	100	84	611	32	○
実施例52-2	910	40	700	3	100	77	623	31	○
実施例53-1	890	70	680	4	100	90	525	36	○
実施例53-2	890	40	700	3	100	68	537	34	○
実施例54-1	890	70	660	3	100	77	619	31	○
実施例54-2	900	70	660	4	250	92	599	33	○
実施例55-1	920	70	700	3	100	61	644	29	○
実施例55-2	930	70	660	3	250	75	624	31	○
実施例56-1	900	70	690	3	100	67	634	30	○
実施例56-2	930	70	700	3	100	63	639	30	○
実施例57-1	890	70	680	4	100	74	670	29	○
実施例57-2	910	70	690	3	250	55	650	29	○
実施例58-1	910	70	670	3	100	62	740	26	○
実施例58-2	910	70	680	3	250	58	715	27	○
比較例10	850	70	710	3	100	38	836	16	×
比較例11	900	70	700	3	100	16	836	14	×
比較例12	920	70	700	3	100	30	595	24	○
比較例13	900	70	720	2	100	74	618	31	×
比較例14	900	70	680	3	100	73	916	16	×
比較例15	910	70	710	4	100	72	879	17	×
比較例16	910	70	710	3	100	93	643	31	×

産業上の利用可能性

以上に詳述したように、本発明によれば引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上の高強度であって穴拡張性、延性および化成処理性に優れた高強度熱延鋼板を経済的に提供することができるので本発明は高い加工性を有する高強度熱延鋼板として好適である。また、本発明の高強度熱延鋼板は車体の軽量化、部品の一体成形化、加工工程の合理化が可能であって、燃費の向上、製造コストの低減を図ることができるものとして工業的価値大なものである。

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、C : 0.02以上、0.08%以下、Si : 0.50%以下、Mn : 0.50以上、3.50%以下、P : 0.03%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.15以上、2.0%以下を含有し、残部鉄及び不可避的不純物からなる鋼組成であって、下記の式を満たし、該鋼板の金属組織が粒径、 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトの割合が40%以上である、引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

$$\text{Mn} + 0.5 \times \text{Al} < 4 \quad \cdot \cdot \cdot (1)$$

2. 質量%で、更に、Ti : 0.003%以上、0.20%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下、V : 0.003%以上、0.20%以下、Ca : 0.0005~0.01%、Zr : 0.0005~0.01%、REM : 0.0005~0.05%、Mg : 0.0005~0.01%、の1種または2種以上を含有する請求項1に記載の引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

3. 更に、 $0.3 \times \text{Al} + \text{Si} - 2 \times \text{Mn} \geq -4 \quad \cdot \cdot \cdot (2)$ を満たし、金属組織が粒径 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトとマルテンサイトの2相組織であることを特徴とする、請求項1または2に記載の引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

4. 更に金属組織が粒径 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライトとベイナイトの2相組織であることを特徴とする、請求項1または2に記載の引張強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板。

5. 請求項1~3のいずれかの項に記載の鋼組成からなる鋳片を、圧延終了温度を Ar_3 点以上として熱間圧延を終了したのち $20^\circ\text{C}/\text{s}$

ec. 以上の冷却速度にて650℃以上、750℃以下にまで冷却し、次いで2秒以上、15秒以下、空冷したのち、さらに再度冷却し、300℃未満の温度にて巻き取ることを特徴とする引張強度が590N/mm²以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

6. 請求項1、2、4のいずれかの項に記載の鋼組成からなる鋳片を、圧延終了温度をAr₃点以上として熱間圧延を終了したのち20℃/sec以上の冷却速度にて650～800℃にまで冷却し、次いで2～15秒空冷したのち、さらに20℃/sec以上の冷却速度にて350～600℃に冷却して巻き取ることを特徴とする引張強度が590N/mm²以上であることを特徴とする、穴抜け性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

Fig.1

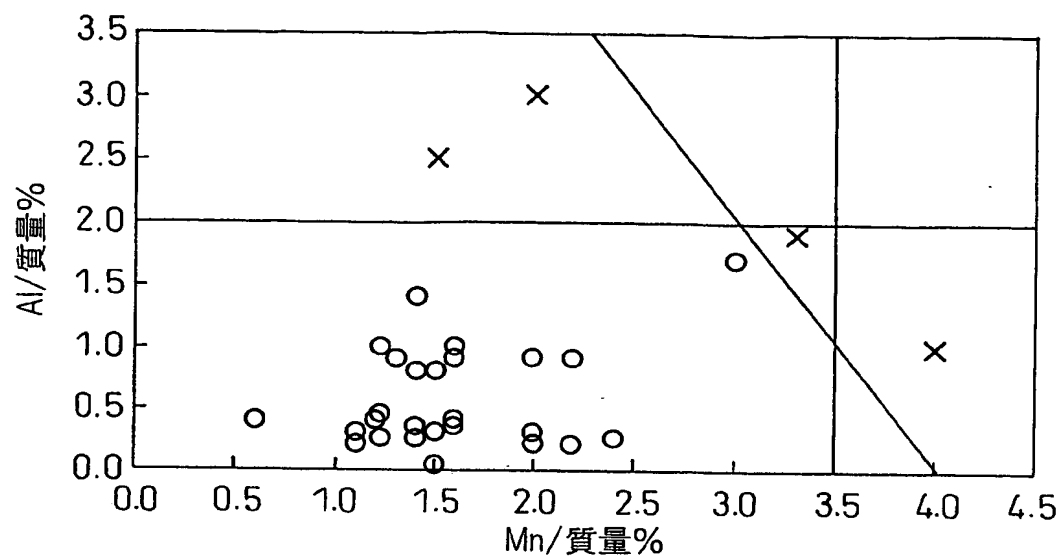


Fig.2

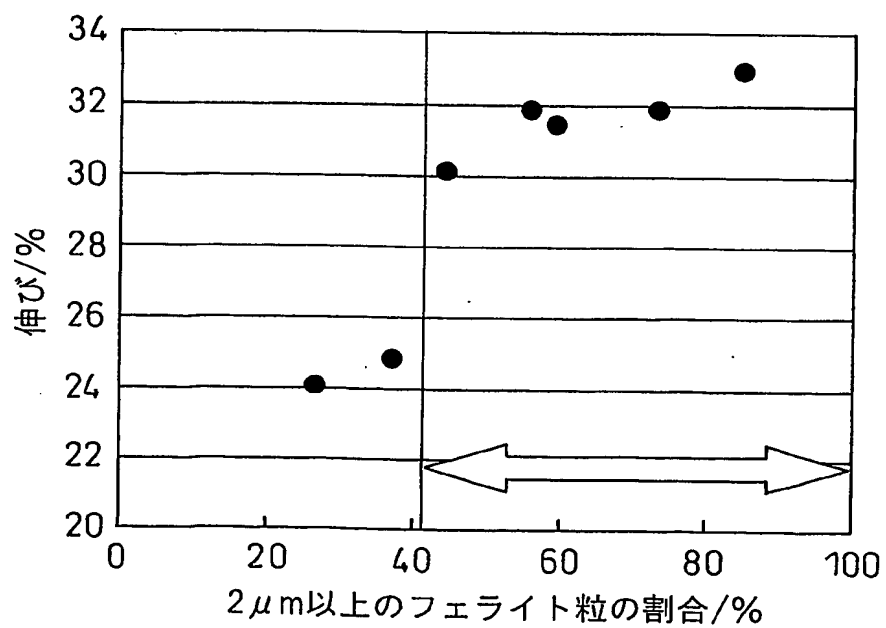
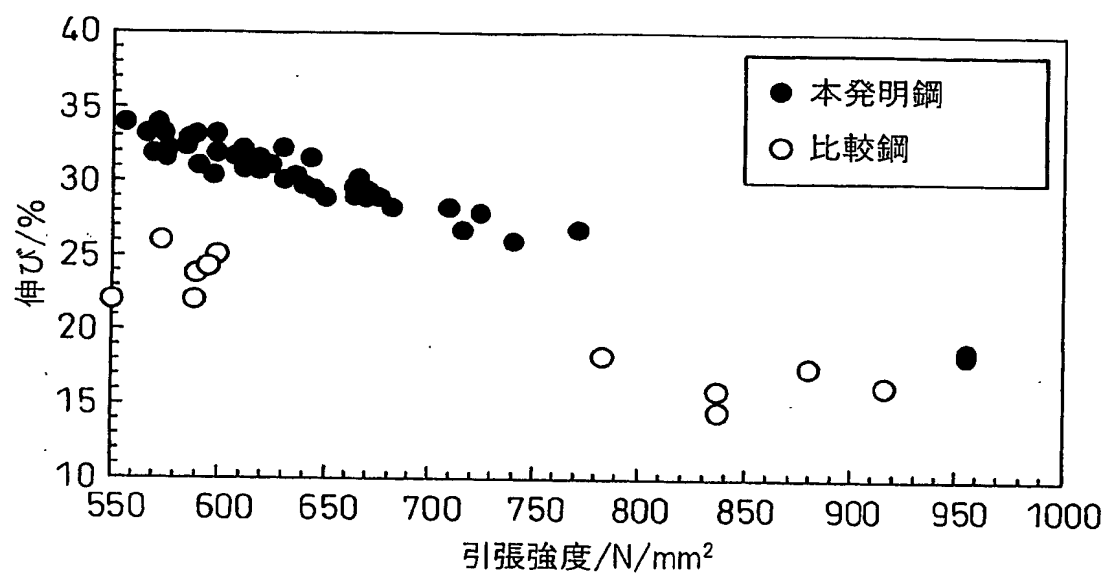


Fig. 3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/16614

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, 38/06, 38/14, C21D9/46

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	EP 1201780 A1 (Nippon Steel Corp.), 02 May, 2002 (02.05.02), Claims; examples & JP 2001-303186 A & JP 2001-303187 A & KR 2022639 A & US 6589369 B2 & WO 01/81640 A1	1-3
A	JP 2000-63955 A (NKK Corp.), 29 February, 2000 (29.02.00), (Family: none)	3

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
26 March, 2004 (26.03.04)

Date of mailing of the international search report
13 April, 2004 (13.04.04)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/16614

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP 1149925 A1 (NKK CORP.), 31 October, 2001 (31.10.01), & JP 2001-355023 A & JP 2001-164322 A & JP 2001-192736 A & JP 2002-3950 A & KR 1074940 A & US 6623573 B2 & WO 01/23625 A1	3
A	JP 2001-32041 A (Kawasaki Steel Corp.), 06 February, 2001 (06.02.01), (Family: none)	1-6
A	JP 2000-144261 A (NKK Corp.), 26 May, 2000 (26.05.00), (Family: none)	1-6
A	JP 5-112846 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 07 May, 1993 (07.05.93), (Family: none)	1-6
P,X	JP 2003-342684 A (Kawasaki Steel Corp.), 03 December, 2003 (03.12.03), Claims (Family: none)	2,4,6
E,X	JP 2004-27249 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 29 January, 2004 (29.01.04), Claims (Family: none)	2,4,6

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, 38/06, 38/14, C21D9/46

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2004年
 日本国登録実用新案公報 1994-2004年
 日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	EP 1201780 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 2002.05.02, 特許請求の範囲, 実施例 & JP 2001-303186 A & JP 2001-303187 A & KR 2022639 A & US 6589369 B2 & WO 01/81640 A1	1-3
A	JP 2000-63955 A (日本鋼管株式会社) 2000.02.29 (ファミリーなし)	3

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に関する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献
 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

26.03.2004

国際調査報告の発送日

13.4.2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)
 佐藤 陽一

4K 9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	EP 1149925 A1 (NKK CORPORATION) 2001. 10. 31 &JP 2001-355023 A &JP 2001-164322 A &JP 2001-192736 A &JP 2002-3950 A &KR 1074940 A&US 6623573 B2 &WO 01/23625 A1	3
A	JP 2001-32041 A (川崎製鉄株式会社) 2001. 02. 06 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2000-144261 A (日本鋼管株式会社) 2000. 05. 26 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 5-112846 A (住友金属工業株式会社) 1993. 05. 07 (ファミリーなし)	1-6
P, X	JP 2003-342684 A (川崎製鉄株式会社) 2003. 12. 03, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	2, 4, 6
E, X	JP 2004-27249 A (住友金属工業株式会社) 2004. 01. 29, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	2, 4, 6